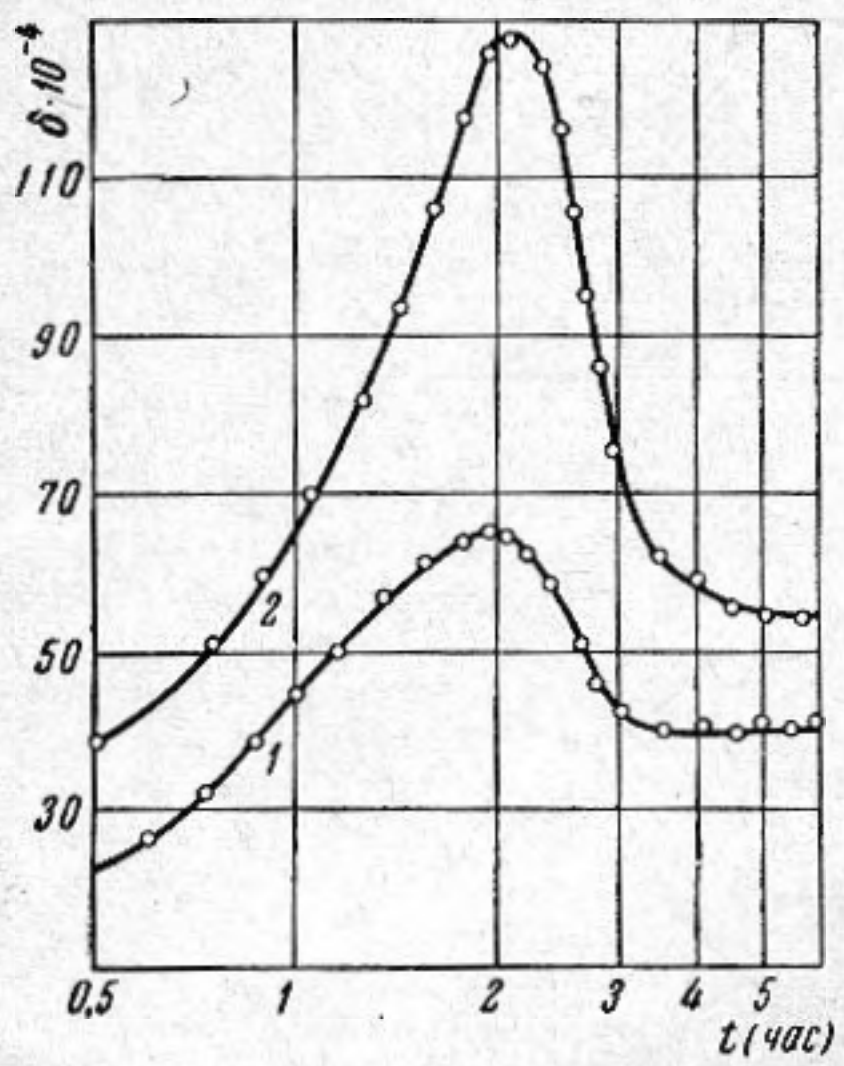
УДК 534.28

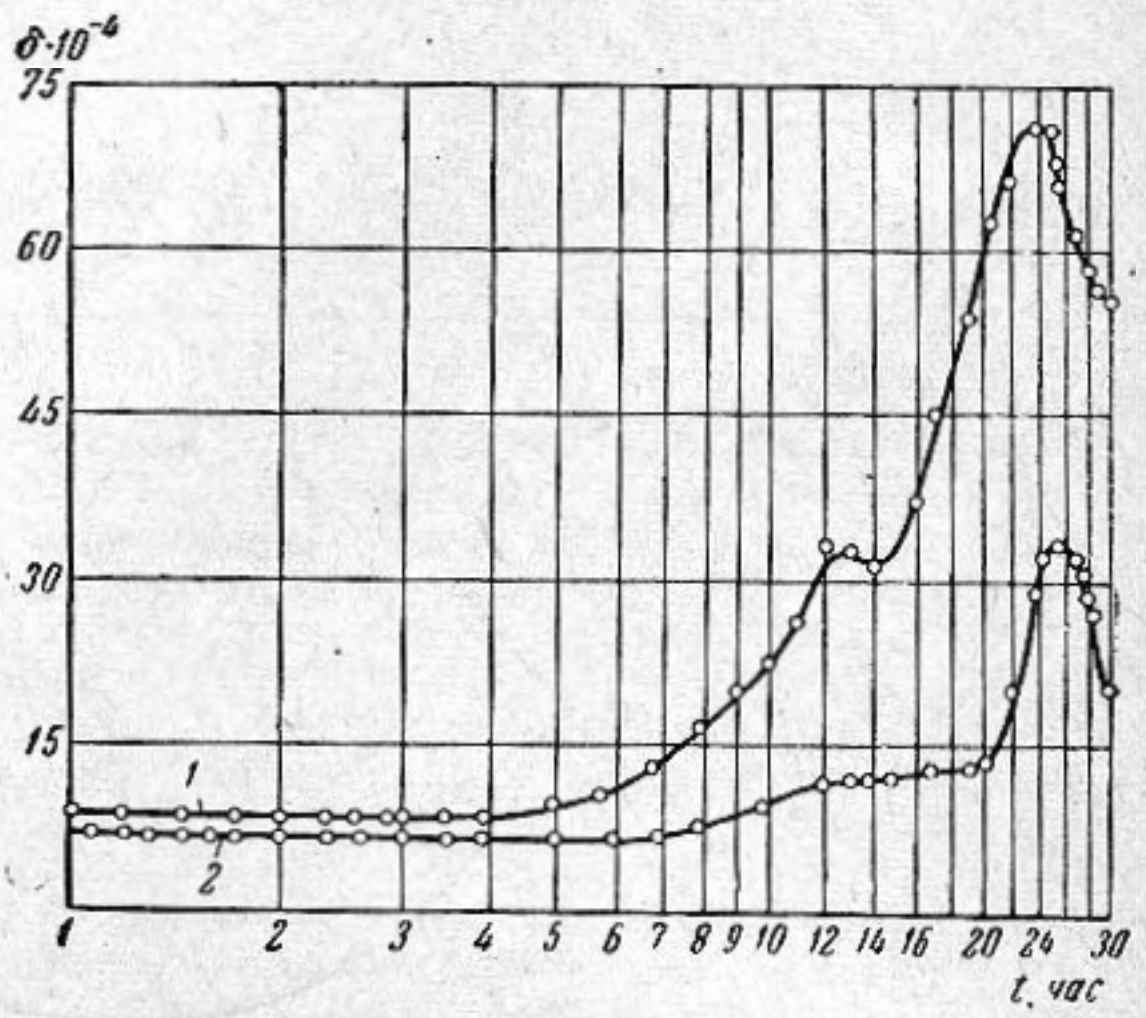
О МЕХАНИЗМЕ ЗАТУХАНИЯ УПРУГИХ КОЛЕБАНИЙ ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВАХ Cu-Be И Cu-In

Н. С. Мордюк, И. Г. Полоцкий

Исследованию затухания упругих колебаний в металлах и сплавах при фазовых превращениях и использованию метода внутреннего трения для изучения последних посвящены различные работы. М. А. Кривоглазом [1, 2] разработана теория затухания упругих колебаний в системах, в которых происходят фазовые превращения. Им рассмотрены дисперсия скорости и затухание упругих колебаний, связанные с изменением условий фазового равновесия при прохождении упругой волны через смесь двух фаз и определены частотные зависимости скорости, коэффициента поглощения звука и внутреннего трения при низких и высоких частотах.



Фиг. 1



Фиг. 2

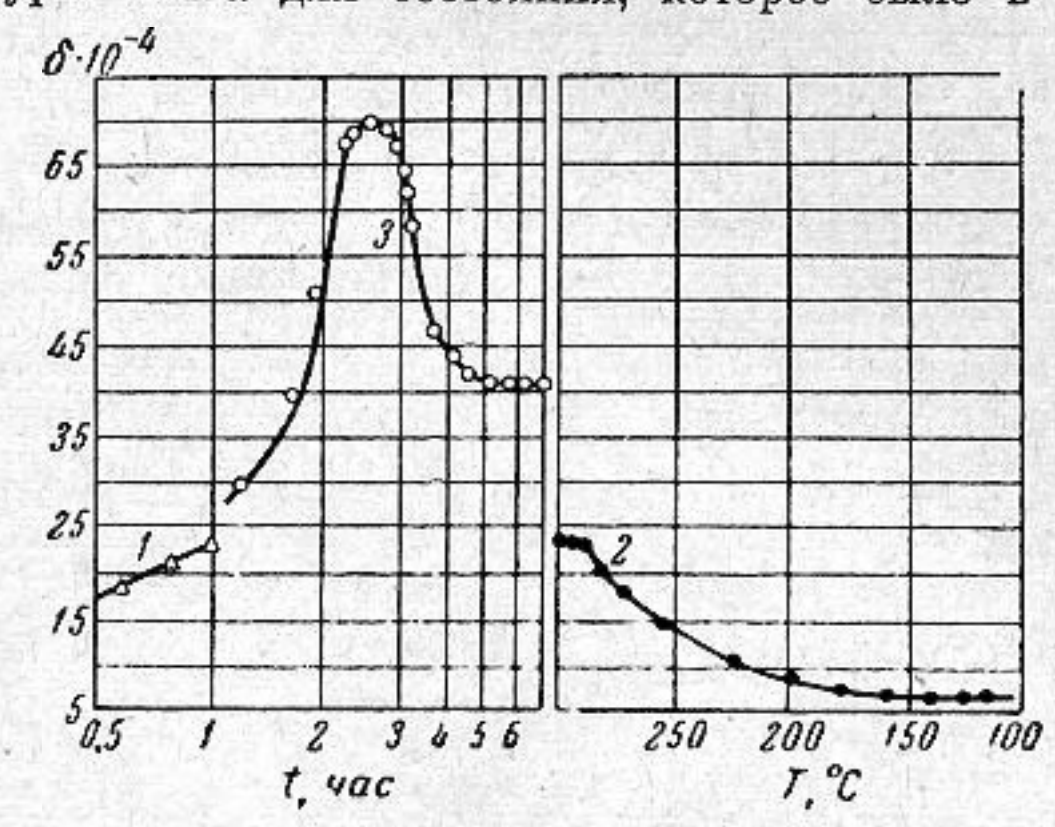
В настоящей работе исследовано затухание упругих колебаний при фазовых превращениях в сплавах Cu-Be (1,8 вес.% Be) и Cu-In (15 вес.% In) и полученные экспериментальные данные сопоставлены с теоретическими. Исследовалось влияние температуры отжига и времени выдержки на затухание упругих колебаний при фазовых превращениях в указанных сплавах. Определение затухания производилось методом регистрации свободно-затухающих продольных и поперечных колебаний в процессе изотермического отжига на разработанной установке [3], позволяющей производить измерения в широком интервале температур, в диапазоне частот от 0,5 до 75 *кгц*.

Полученные нами данные о декременте затухания в сплаве Cu-Be при старении представлены на фиг. 1. По оси ординат отложены значения декремента затухания, по оси абсцисс — время отжига в час. При изотермической выдержке в течение двух часов при 300° затухание возрастает, достигая максимума. Более длительные выдержки при 300° приводят к уменьшению декремента затухания. Для частот 1,5 *кгц* (кривая *1*) и 21 *кгц* (кривая *2*) величина затухания различна, но максимум наблюдается при одинаковом времени выдержки. Проведенные нами металлографические исследования показали, что изотермический отжиг сплава при 300° приводит к структурным изменениям, характерным для гетерогенного распада. Измерение твердости, а также сравнение экспериментальных данных о затухании с имеющимися рентгеновскими исследованиями [4] свидетельствуют о том, что пики на кривых затухания вызываются распадом пересыщенного твердого раствора бериллия в меди, происходящего с выделением γ-фазы. Распад пересыщенного твердого раствора сопровождается также увеличением модуля Юнга.

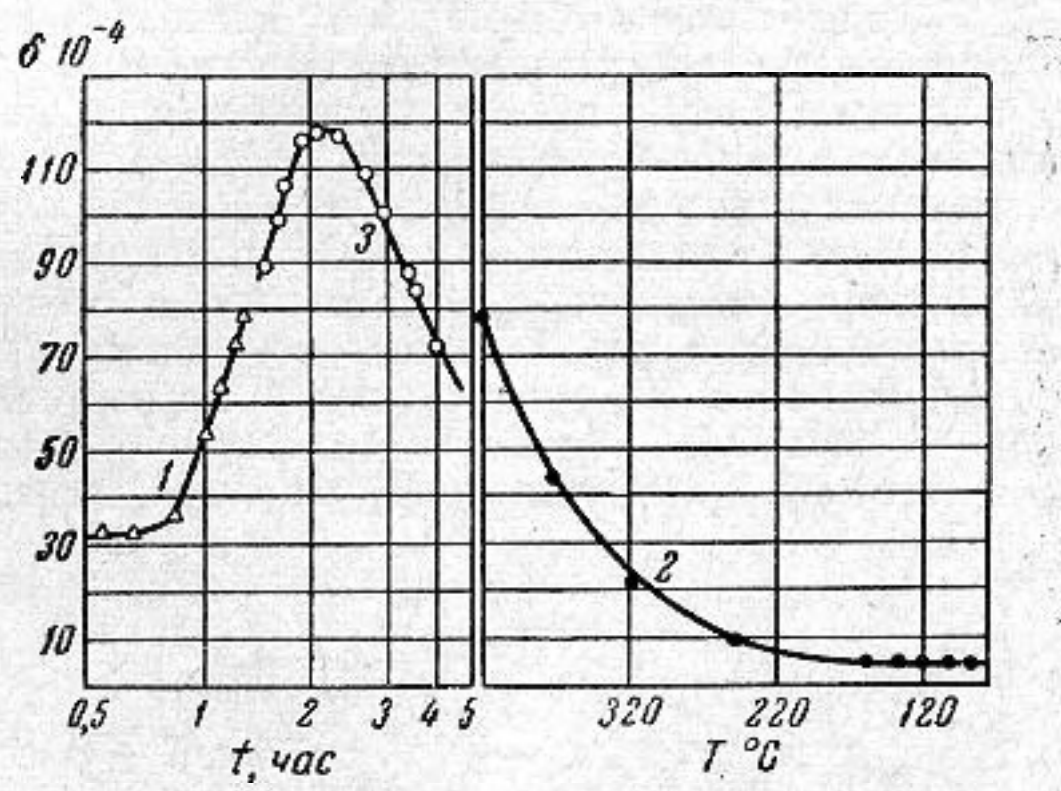
Экспериментальные данные о затухании упругих колебаний в сплаве Cu-In представлены на фиг. 2. При 240° С затухание значительно возрастает уже при выдержке 8—9 час., но максимум затухания наблюдается лишь при 24—26 час. С увеличением частоты затухание уменьшается (*1* — частота 1,5 *кгц*, *2* — 21 *кгц*), но местоположение максимума на временной оси не изменяется. Возрастание затухания, вероятно, обусловлено прерывными выделениями в сплаве Cu-In [5].

Чтобы показать, что пик внутреннего трения, наблюдаемый в исследованной температурной области, обусловлен фазовыми превращениями в сплаве Cu-Be и

Cu-In, мы провели дополнительные исследования. Образец нагревался до температуры старения и выдерживался при этой температуре в течение времени, необходимого для достижения определенной величины декремента затухания, соответствующей некоторой точке на левой ветви кривой (фиг. 3, 4). После этого температура образца понижалась до 50° С, причем в процессе охлаждения производились измерения декремента затухания. Охлаждение производилось со скоростью 8 *град/мин* для Cu-Be и 16 *град/мин* для Cu-In. Это дало основание считать, что с момента начала охлаждения старения не происходило и полученная кривая затухания в функции температуры снята для состояния, которое было в начале охлаждения.



Фиг. 3



Фиг. 4

Последнее подтверждается тем, что при последующем нагреве до температуры старения, значения декремента затухания укладывались на ту же кривую температурной зависимости, что и при непрерывном отжиге.

На фиг. 3 показаны изменение затухания в сплаве Cu-Be при старении (300° С) на частоте 2,5 *кгц* и его температурная зависимость в процессе охлаждения. Охлаждение производилось от точки на кривой *1*, соответствующей времени выдержки 60 мин., начиная от температуры старения и до 50° (кривая *2*). После вторичного нагрева до 300° продолжала исследоваться зависимость декремента затухания от времени отжига (кривая *3*). Сравнение кривой *3* с кривыми изменения декремента затухания при непрерывном отжиге показывает, что изменения в ходе кривых не наблюдается.

Изменение декремента затухания в сплаве Cu-In показано на фиг. 4. Измерения проводились при температуре старения 420° С. Как и для сплава Cu-Be, производились охлаждение начиная от температуры старения и до 50° С и последующий нагрев. Для сплава Cu-In соответственные кривые также совпали. Поэтому и для сплава Cu-In можно считать, что характер изменения декремента затухания со временем отжига связан с процессами фазовых превращений.

Эти эксперименты показывают, что пики внутреннего трения, наблюдаемые в исследованной температурной области старения сплавов Cu-Be и Cu-In, вызываются фазовыми превращениями, а не теплопроводностью или какими-либо другими причинами. Появление пиков на кривых зависимости декремента затухания от времени отжига связано с изменением условий фазового равновесия при прохождении упругой волны через смесь двух фаз. Из-за необратимости этого процесса происходит

диссипация энергии упругой волны, что ведет к росту затухания упругих колебаний при фазовых превращениях в сплавах Cu-Be и Cu-In.

Описанные выше особенности изменения затухания в сплавах могут быть описаны теорией Кривоглаза [1, 2]. Согласно этой теории затухание в дисперсионной двухфазной системе, в которой происходят фазовые превращения, можно рассчитать по формуле:

$$\operatorname{tg}\delta = \frac{c_0^2 - c_\infty^2}{c_0^2}\,\frac{\omega\tau}{1 + (c_\infty^2/c_0^2)(\omega\tau)^2}, \tag{1}$$

где c_0 и c_∞ — скорости распространения упругих волн при низких и высоких частотах, ω — круговая частота, τ — время релаксации, причем

$$\tau = \tau_0(K_0 / K_\infty), \qquad \tau_0 = (r_0^2 / 3Dx_2), \tag{2}$$

где r_0 — размер выделяющихся частиц ($\sim 10^{-6}$ *см*), D — эффективный коэффициент диффузии ($\sim 2 \cdot 10^{-8}$), x_2 — объемная концентрация второй фазы, K_0 и K_∞ — модули всестороннего сжатия при низких и высоких частотах.

Модули всестороннего сжатия при низких и высоких частотах определяются по формулам, приведенным Кривоглазом [1] для двухкомпонентных систем,

$$K_0 = K\left\{1 + K\frac{\alpha T \Delta V \sigma}{g_\sigma} - K\left(\alpha + \frac{c_p \Delta V_\sigma}{V g_\sigma}\right)\frac{c_2 \Delta V_A + (1 - l_2)\Delta V_B}{c_2 Q_A + (1 - l_2) Q_B}\right\}^{-1},$$

$$K_\infty = K\left(1 - \frac{K\alpha^2 T V}{c_p}\right)^{-1}. \tag{3}$$

Эти формулы учитывают коэффициенты объемного расширения, изменение объема при фазовых превращениях, теплоту превращения, теплоты растворения компонент друг в друге, а также концентрацию выделяющейся фазы. При расчете, например, $(K_\infty - K_0) / K_0$ для сплава Cu-Be мы воспользовались значением K, рассчитанным по измеренным скоростям упругих колебаний, плотностью сплава, а также имеющимися в литературе данными о значении других, входящих в формулу величин: α — коэффициент объемного расширения $= 52{,}8 \cdot 10^{-6}$ *град*$^{-1}$ [9]; изменение объема при фазовых превращениях $\Delta V_\sigma = 39 \cdot 10^{-2}$ *см*^{3}/*моль* [10]; теплота превращения $q_\sigma = 17{,}6 \cdot 10^{10}$ *эрг/моль* [9]; теплоемкость при постоянном давлении $c_p = 25 \cdot 10^7$ *эрг/моль · град*. Величины молярного объема сплава и соответствующих теплот растворения были рассчитаны нами по диаграмме состояния. Вычисленные по приведенным формулам значения K_0 и K_∞ для сплава Cu-Be составляли соответственно $11{,}6 \cdot 10^{11}$ *дин/см*^{2} и $13{,}4 \cdot 10^{11}$ *дин/см*^{2}.

Значение эффективного коэффициента диффузии можно оценить по формуле Тарнбала [6],

$$D = \frac{Gl^2}{2\lambda[(x_0 - x_l)/x_0]},$$

где G — скорость роста ячеек выделения $\sim 10^{-4}$ *см/сек*, l — расстояние между пластинками выделения $\sim 10^{-6}$ *см*, λ — ширина границы зерен $\sim 5 \cdot 10^{-8}$ *см*, x_0, xl — начальная и конечная концентрации твердого раствора. Данные для расчета коэффициента диффузии были взяты нами из работ [5, 7, 8].

В результате расчета по формуле (2) мы получили следующие значения времени релаксации: для сплава Cu-Be $\tau \sim 10^{-4}$ сек., для Cu-In $\tau \sim 2 \cdot 10^{-3}$ сек.

Необходимое для определения $\operatorname{tg}\delta$ значение $(c_0^2 - c^2_\infty) / c_0^2$, пропорциональное для исследуемого интервала частот относительному изменению модулей упругости при низких и высоких частотах, может быть для сплава Cu-Be положено равным $\sim 0{,}15$. Подставляя полученные значения времени релаксации и отношения квадратов скоростей в формулу (1), мы получаем при соответствующих частотах изменение $\operatorname{tg}\delta$ для сплава Cu-Be от $9 \cdot 10^{-3}$ до $5 \cdot 10^{-2}$. Соответствующий расчет для Cu-In дает изменение затухания от $3{,}2 \cdot 10^{-3}$ до $4{,}5 \cdot 10^{-2}$. Определенные нами экспериментально значения декремента затухания для указанных сплавов были соответственно от $4{,}5 \cdot 10^{-3}$ до $1{,}3 \cdot 10^{-2}$ и от $3 \cdot 10^{-3}$ до $0{,}7 \cdot 10^{-2}$. Указанные значения декремента затухания, являются максимальными при частотах 1,5 и 21 *кгц*.

Такую степень согласия экспериментальных данных с рассчитанными теоретически можно считать вполне удовлетворительной, если учесть, что время релаксации определяется только по порядку величины. Это позволяет считать также, что механизм затухания упругих колебаний при фазовых превращениях соответствует предложенному Кривоглазом [1].

ЛИТЕРАТУРА

1. М. А. Кривоглаз. Теория затухания упругих колебаний в двухфазных смесях. Физика металлов и металловедение, 1960, **10**, 4, 497—512.
2. М. А. Кривоглаз. Теория затухания упругих колебаний в системах, содержащих растворяющиеся частицы или микрополости. Физика металлов и металловедение, 1961, **12**, 3, 338—349.

3. Н. С. Мордюк. Установка для определения модуля Юнга и декремета затухания в килогерцевом диапазоне частот. Сб. «Вопросы физики металлов и металловедение», 1962, № 16, 190—193, изд. АН УССР.
4. A. C. Guy, C. S. Barrett, R. F. Mehl. Mekanism of Prisipitation in Ablous of Berryllium i Copper. Trans. Amer. Inst. Min. met. Eng. 1948, **175**, 216, 225.
5. H. Böhm. Die dickontinnerliche Ausschaidung in Kupfer-Indium Ligierungen. Zs. Metallkunde, 1959, 50, 2, 87—93.
6. D. Turnbull, H. H. Treattis. Kinetice of Prisipitation of Tin from Zead'Tin, Solid Solutions. Acta Metallurg., 1955, 3, 43—54.
7. Н. Д. Робертсон, Р. С. Брей. Дисперсионное твердение медных сплавов. Сб. «Старение сплавов». Перевод с английского. Металлургиздат, 1962, 319—386.
8. Т. К. Харди, Т. Дж. Хилл. Процесс выделения. Сб. «Успехи физики металлов». Перевод с англ. Металлургиздат, т. I, 1958, 258—461.
9. А. Е. Вол. Строение и свойства двойных металлических систем. Бериллий — медь, Физматгиз, 1959, стр. 602—626.
10. Г. Мазинг и О. Даль. Изменение электропроводности и объема при облагораживании бериллиево-медных сплавов. Сб. переводных статей «Бериллий и его сплавы». Научно-техн. изд. М.— Л., 1931, 117—132.

Институт металлофизики АН УССР
Киев

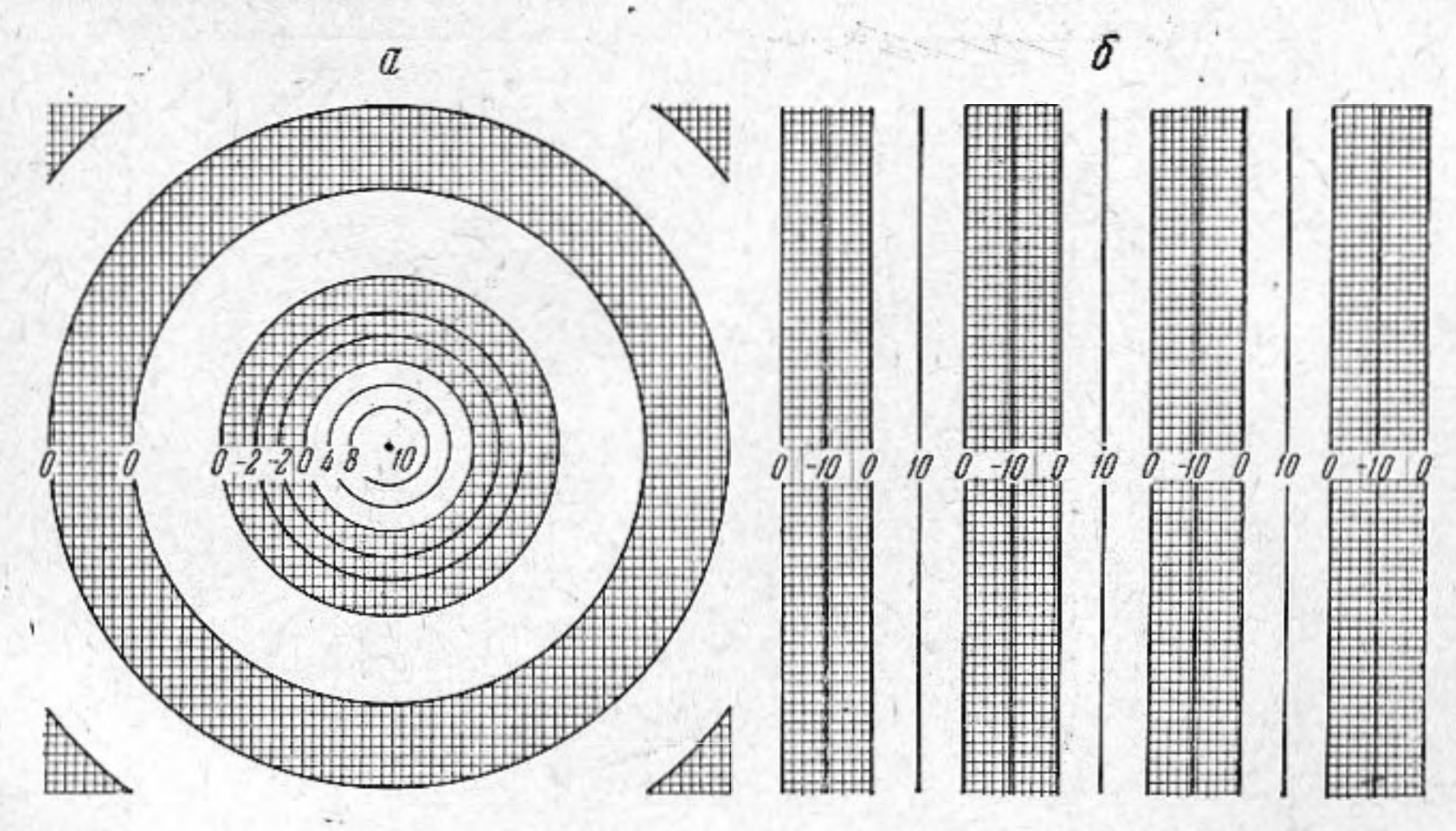
Поступило в редакцию
24 апреля 1963 г.

УДК 534.844

О ХАРАКТЕРИСТИКЕ СТРУКТУРЫ ЗВУКОВЫХ ПОЛЕЙ В РЕВЕРБЕРАЦИОННЫХ КАМЕРАХ С ПОМОЩЬЮ ИЗОКОРРЕЛЯЦИОННЫХ КРИВЫХ

Н. Н. Писаревский

Одним из обстоятельств, затрудняющих сравнение результатов измерений звукопоглощения в различных реверберационных камерах, является отсутствие общепринятого метода, который позволял бы исчерпывающим образом характеризовать сравниваемые звуковые поля. Поскольку реверберационные камеры, используемые для измерений звукопоглощения, должны иметь одинаковую плотность энергии во



Фиг. 1.

всех точках и одинаковый средний поток энергии во всех направлениях, звуковые поля в камерах естественно характеризовать распределениями плотности и среднего потока энергии.

Известно [1], что при помощи пространственно-временной корреляционной функции $B_{p_1p_2}(\tau)$, определяемой как среднее по времени от произведения $p_1(M_1, t)p_2(M_2, t-\tau)$ звуковых давлений в точках M_1 и M_2, где τ — время задержки, можно получить все представляющие интерес характеристики звукового поля. Однако для оценки степени диффузности поля в камере нет необходимости исследовать эту функцию в зависимости от всех аргументов (M_1, M_2, τ). В данном случае можно